

Влияние аккумулирующей ИПДК на аморфный сплав на основе Zr

Хасанова Диана Алферовна

Гундеров Дмитрий Валерьевич, Гундерова Софья Дмитриевна

Уфимский государственный авиационный технический университет

dianamorth@mail.ru

Аморфные материалы [1-3], в том числе так называемые объемные металлические стекла (ОМС), активно исследуются несколько десятилетий. Сплавы с аморфной структурой отличаются по своим физическим и механическим свойствам от кристаллических металлических материалов, для которых характерно упорядоченное расположение атомов. Формирование аморфной структуры в металлах и сплавах приводит к фундаментальным изменениям их магнитных, электрических, механических, коррозионных и других свойств [1-3].

Невозможность реализации традиционных механизмов пластической деформации - дислокационного или двойникового типов, присущих кристаллическим сплавам приводит к снижению пластичности аморфных сплавов [1-3]. Одним из путей трансформации свойств аморфных материалов может быть интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) [5-10].

Многие вопросы влияния ИПД на тонкую структуру аморфных сплавов в значительной степени не решены и требуют продолжения исследований.

В данной работе проводились исследования влияния ИПДК на ОМС Vit105 Zr52,5Cu17,9Ni14.6Al10Ti5. ОМС было получено литьем в вакууме в медную охлажденную литейную форму. Скорость охлаждения расплава составила около 10 К/с.

Образцы Vit105 были подвергнуты ИПДК при комнатной температуре $n=10$ и аккумулирующей ИПДК $n_{\text{сум}}=10$.

Метод аккумулирующего ИПДК заключается в многократном повторении ИПДК на $n=1$ оборотов с ломкой и промежуточной осадкой образца [11].

Рентгеноструктурный анализ был выполнен на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием $\text{CuK}\alpha$ излучения с шагом 0.02 град и выдержкой 2 сек на град.

В приведенной ниже таблице представлены параметры аморфных гало, наблюдаемых на образцах – D (ang) – среднее межатомное расстояние первой координационной сферы в ангстремах по положению гало 1, R (ang) – радиус первой координационной сферы, FWHM – уширение гало, ΔV – изменение свободного объема в %, ΔFWHM – изменение уширения гало в %.

Состояние	2θ , deg.	D	$R1$, Å	FWHM, deg	ΔV , %	ΔFWHM , %
Исходный ОМС	37.46	2,399	2,950	6.40		
Vit105 после ИПДК 20С 10 об	37.40	2,402	3,002	6.68	0,38	4
Vit105 после <u>аккум.</u> ИПДК 20С 1+1+1+7=10 об	37.29	2,409	3,011	7.31	1,26	14

В результате ИПДК происходит прирост как свободного объема, так и уширения галло (рис.1).

ИПДК приводит к сдвигу центра тяжести гало первой координационной сферы Vit105, что соответствует увеличению размеров первой координационной сферы $R1$. ИПДК ОМС приводит к заметному росту уширения. Большее значение уширения (FWHM) означает состояние с большим набором (спектром) значений атомных расстояний в соответствующей координационной сфере. Отсюда ИПДК приводит к уменьшению порядка в аморфной фазе.

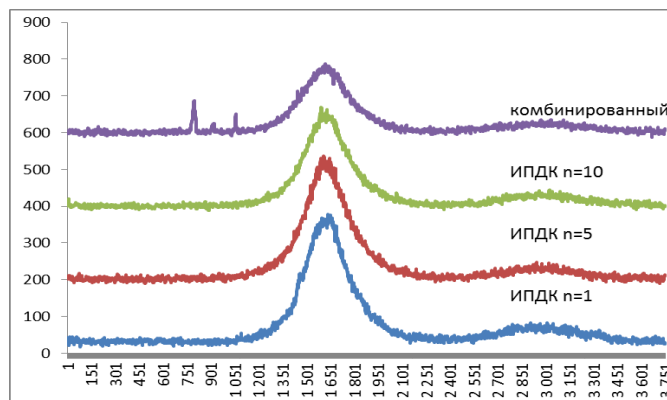


рис.1. Сравнение рентгенограмм ОМС Vit105 после ИПДК $T=20$ и разных оборотах

Сдвиг центра тяжести гало первой координационной сферы в область малых углов говорит о росте межатомных расстояний, соответственно, о росте свободного объема, и в целом о росте неравновесности аморфной фазы. Наиболее интенсивное изменение структурных параметров происходит после аккумуляющей ИПДК.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ- № 20-08-00497.

Список публикаций:

[1] Greer A.L. // *Mater. Today* 12, 2009, 14–22.

[2] Abrosimova G.E. *EVOLUTION OF THE STRUCTURE OF AMORPHOUS ALLOYS* // *Physics-Uspekhi*, 2011, Т. 54, № 12, С. 1227-1242.

[3] Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. *Bulk Metallic Glasses. Formation, Structure, Properties, and Applications* // *Handbook of Magnetic Materials*, Edited by K.H.J. Buschow, 2013, Elsevier Vol. 21, pp. 131-171

[4] Валиев Р.З., Пушин В.Г., Гундеров Д.В., Попов А.Г. // Докл. РАН, 2004, Т. 398, № 1, С. 54.

[5] Попов А.Г., Гавико В.С., Щеголева Н.Н., Шредер Л.А., Столяров В.В., Гундеров Д.В., Жан Х.Ю., Ли В., Ли Л.Л. Интенсивная пластическая деформация быстрозакаленного сплава Nd9Fe85B6 // *Физика металлов и материаловедение*, 2007, Т. 104, № 3, С. 251-260.

[6] Abrosimova G.E., Aronin A.S., Dobatkin S.V., Kaloshkin S.D., Matveev D.V., Rybchenko O.G., Tatiyanin E.V., Zverkova I.I. The formation of nanocrystalline structure in amorphous Fe-Si-B alloy by severe deformation // *Journal of Metastable nanocrystalline Materials*, 2005, v. 24-25, p.69.

[7] Gunderov D.V., Slesarenko V.Yu., Churakova A.A., Lukyanov A.V., Soshnikova E.P., Pushin V.G., Valiev R.Z. Evolution of the amorphous structure in melt-spun Ti50Ni25Cu25 alloy subjected to high pressure torsion deformation *Intermetallics*, 2015, V. 66, P. 77–81.

[8] Gunderov D.V., Slesarenko V.Yu., Lukyanov A.V., Churakova A.A., Boltynjuk E.V., Pushin V.G., Ubyivovk E.V., Shelyakov A.V. and Valiev R.Z. Stability of an Amorphous TiCuNi Alloy Subjected to High-Pressure Torsion at Different temperatures // *Advanced Engineering Materials*, 2015, V. 17, Is. 12, p. 1728–1732.

[9] Гундеров Д.В. Амorfизация и нанокристаллизация при ИПД кристаллических и аморфных сплавов // *Нефтегазовые технологии и новые материалы. Проблемы и решения. Сборник научных трудов* Выпуск 2(7), 2013, стр 395-411.

[10] Гундеров Д.В., Болтынюк Е.В., Убыйвов Е.В., Чуракова А.А., Лукьянов А.В., Прокофьев Е.А., Кишманев А.М., Рерих С.И., Мулюков В.Ф., Хасанова Д.А. Структура и микротвердость аморфного сплава на основе Zr подвергнутого ИПД и отжигу // *Сборник научных трудов «Нефтегазовые технологии и новые материалы. Проблемы и решения: Вып. 5 (10). — Уфа: ООО «Монография», 2016, С. 382-389.*

[11] Gunderov D.V., Churakova A.A., Astanin V.V., Asfandiyarov R.N., Hahn H., Valiev R.Z. Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses // *Journal*, 2020, *Materials Letters* 261

Исследование влияния мартенситных превращений на свойства сплавов с эффектом памяти формы

Чуракова Анна Александровна

Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН

Уфимский государственный авиационный технический университет

churakovaa_a@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) принадлежат к классу функциональных материалов с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями «B2-B19'», протекающими в диапазоне температур, близких к комнатным [1-4]. Данные сплавы широко используются в медицине и технике. В качестве материалов исследования были выбраны: эквиатомный сплав Ti50Ni50 и сплав Ti49,15Ni50,85 с большим атомным содержанием Ni относительно стехиометрии. Сплав Ti50Ni50 имеет температуры МП около 80°C и при комнатной температуре находится в мартенситном состоянии. Сплав Ti49,15Ni50,85 после закалки находится при комнатной температуре в аустенитном состоянии, а при нагревах до 500°C в нем происходят процессы старения и повышение температур МП. Для формирования УМЗ структуры закаленные образцы сплавов TiNi цилиндрической формы были подвергнуты 8 циклам РКУП на оснастке с углом пересечения каналов 120° при температурах 400°C, 450°C. Для получения НК структуры образцы были подвергнуты ИПДК в бойках с «канавкой» глубиной 0,6 мм и диаметром 20 мм при давлении Р=6 ГПа и последующему отжигу при температуре 350°C. Термоциклирование на образцах в различных исходных состояниях осуществлялось путем последовательного погружения образцов в жидкий азот (-196°C) с последующим нагревом до температуры 150°C на электрической плитке, что, соответственно, заведомо ниже и выше температур прямого и обратного мартенситного превращений. Термоциклированию подвергались образцы сечением менее 1 мм, что обеспечивало быстрые нагрев и охлаждение образцов. Число термоциклов «нагрев – охлаждение» варьировалось от 0 до 100. Время выдержки при температуре нагрева и охлаждения составляло 5 мин.

Анализ микроструктуры сплавов в исходном крупнозернистом (КЗ) состоянии проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS GX51. Исследования тонкой структуры проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL-2100. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометрах Rigaku Ultima IV и Siemens D5000 в Cu-Kα излучении с длиной волны $\lambda=1,54418 \text{ \AA}$, съемку проводили при комнатной и повышенной температурах (100°-150°C для анализа сплавов в заведомо аустенитном состоянии). Микротвердость Hv определяли по методу Виккерса, согласно ГОСТ 9450 - 76, на приборе Buehler «Micromet-5101» при нагрузке 1 Н и длительностью выдержки под нагрузкой 10 секунд.

Калориметрические исследования осуществлялись на дифференциальном сканирующем калориметре Netzsch DSC 204 F1 Phoenix на образцах массой 50 мг (диаметром 3,5 мм, толщиной 0,5-0,7 мм) при